



日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 3 月 1 1 日
Date of Application:

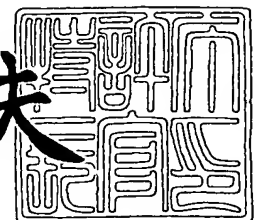
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 0 6 5 3 0 2
Application Number:
[ST. 10/C] : [J P 2 0 0 3 - 0 6 5 3 0 2]

出 願 人 株式会社小松製作所
Applicant(s):

2 0 0 4 年 1 月 1 9 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



出証番号 出証特 2 0 0 4 - 3 0 0 0 9 0 9



【書類名】 特許願

【整理番号】 P03-005

【提出日】 平成15年 3月11日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00

【発明者】

 【住所又は居所】 大阪府枚方市上野 3 丁目 1 - 1 株式会社小松製作所生産技術開発センタ内

 【氏名】 高山 武盛

【特許出願人】

 【識別番号】 000001236

 【氏名又は名称】 株式会社小松製作所

 【代表者】 坂根 正弘

【代理人】

 【識別番号】 100097755

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 井上 勉

【手数料の表示】

 【予納台帳番号】 025298

 【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

 【物件名】 明細書 1

 【物件名】 図面 1

 【物件名】 要約書 1

 【包括委任状番号】 9723506

【プルーフの要否】 不要



【書類名】 明細書
【発明の名称】 転動部材
【特許請求の範囲】

【請求項 1】 少なくとも C : 0.55 ~ 1.1 重量% を含有するとともに、V : 0.1 ~ 0.5 重量%、Cr : 0.3 ~ 1.5 重量% の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波焼入れ焼戻しによって低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相中に平均粒径が 0.1 ~ 1.5 μm のセメンタイトが 0.2 ~ 10 体積% 分散されている組織からなることを特徴とする転動部材。

【請求項 2】 焼入れ硬化層中に分散するセメンタイト粒子中の Cr 濃度が 2.5 ~ 7.0 重量% に調整されていることを特徴とする請求項 1 に記載の転動部材。

【請求項 3】 前記転動面層の成分と同じ組成鋼材を用いて、その転動面層が高周波焼入れ処理によってマルテンサイト組織化され、旧オーステナイト結晶粒が ASTM 粒度番号 10 以上に微細化された組織となっていることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の転動部材。

【請求項 4】 前記鋼材として、Si : 0.5 ~ 3.0 重量% もしくは Al : 0.25 ~ 1.5 重量% のいずれか一方または (Si + Al) : 0.5 ~ 3.0 重量% を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, Cu, W, B, Ca の一種以上の合金元素と P, S, N, O 等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的に Fe からなる鋼材を用いることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の転動部材。

【請求項 5】 少なくとも Ti, Zr, Nb, Ta, Hf の一種以上の合金元素を 0.05 ~ 0.2 重量% 含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が 0.2 ~ 5 μm の炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が 0.1 ~ 0.5 体積% 分散されている鋼材を用いて、転動面層において C : 0.60 ~ 1.4 重量% を含有し、転動面層が焼入れられた後、低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相となっていることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の転動部材。

【請求項 6】 前記鋼材は、少なくとも Cr : 0.3 ~ 0.8 重量% および



／またはV: 0.1～0.3重量%を含有し、かつMn: 0.2～0.5重量%、MoおよびWをそれぞれ0.1重量%以下含有することを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の転動部材。

【請求項7】 Al温度以下の温度から900～1050℃の焼入れ温度まで高周波による10秒以内の急速加熱後に急冷する高周波焼入れ作業によって製造されることを特徴とする請求項1～6のいずれかに記載の転動部材。

【請求項8】 高周波焼入れによる焼入れ硬化層が歯形に沿って形成される高周波焼入れ歯車であることを特徴とする請求項7に記載の転動部材。

【請求項9】 前記Alを0.25重量%以上含有する鋼において、0.3～1.5重量%のNiが添加されることを特徴とする請求項1～8のいずれかに記載の転動部材。

【請求項10】 滑りを伴う歯車部材であって、歯元部において少なくとも50kgf/mm²以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項1～9のいずれかに記載の転動部材。

【請求項11】 前記圧縮残留応力を発生させるために、ショットピーニング等の物理的加工手段を用いることを特徴とする請求項10に記載の転動部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、高周波焼入れ法によって転動面層を焼入れ硬化して製造される転動部材に関するもので、より詳しくは、歯車の転動時の滑りによる摩耗とピッチング耐力の低下を防止するために、焼入れ時の加熱によってオーステナイト中に未固溶なセメンタイトを分散させることによって、転動時の滑り中に発生する局部的凝着性を改善し、さらに、300～350℃での低温焼戻し軟化抵抗性を顕著に高めるSi、Alを含有させた鋼を用いることによって、高周波焼入れ法で歯面を硬化した歯車の耐ピッチング強度を高めた歯車等の転動部材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、建設・土木用機械の減速機などでは、高耐面圧性（ 200 kgf/mm^2 以上）が重要視される観点から、SCr、SCM、SNCM系低炭素鋼に浸炭焼入れや浸炭浸窒焼入れ処理を施した歯車が一般的に使用されているが、一部、比較的低温（ $\sim 150\text{ kgf/mm}^2$ ）条件で使用するリングギヤ類では、中炭素鋼および中炭素低合金鋼（ $0.45\sim 0.6$ 重量％C）に高周波焼入れ等の熱処理を施した歯車が使用されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

前記建設・土木用機械に使用されている歯車減速機としては、より高出力化とコンパクト化の観点からより高面圧に耐えるとともに、より高強度で、より低コストな歯車が要望されている。

【0004】

また、前記建設・土木用機械は走行時において岩石や構造物等の障害物を乗り越えたり、旋回しながらそれら障害物を掘削することが多く、それら走行用、旋回用の歯車減速機の歯車に衝撃的な荷重が作用することによって、浸炭焼入れ歯車の破損が問題になる。

【0005】

さらに、高周波焼入れ硬化歯車においては、浸炭焼入れ歯車よりも高靱性であるが、前述のように 150 kgf/mm^2 以上の高面圧下で使用した場合にはピッチング、スカuffingおよび歯面の摩耗などの耐面圧強度面での不具合が発生し易い問題がある。

【0006】

本発明は、前述のような問題点を解消するためになされたもので、滑りを伴う転動条件で使用する歯車では、その耐面圧強度が境界潤滑下で滑りに伴う局部的な凝着による摩耗と発熱によって歯面温度が 300°C まで上昇することに着眼し、転動面の高周波焼入れによってオーステナイト中に微細な未固溶なセメンタイトを分散させることによって、転動時の滑り中に発生する局部的凝着性を改善し、さらに、 300°C の低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を効果的に高めるAlおよび／またはSiを多く添加した鋼材を用いて、 300°C での焼戻し硬さが

HRC50以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、さらに、オーステナイト中にほとんど固溶しないTi, Zr, Nb, Ta, Hfのうち的一种以上の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を歯面にあらかじめ0.1～0.5体積%分散させておくことによって歯面の耐焼付き性を改善し、またAlとNiをより適正に複合添加することによって、その高硬度状態においても高靱性化させた転動部材を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段および作用・効果】

浸炭焼入れ処理を施したSNCM815、SCM420、SCr420、SMnB420鋼（浸炭肌焼鋼）について、それらの滑りを伴う転動面圧強度（ピッチング強度）を面圧375～220kgf/mm²の範囲で予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧は210kgf/mm²であり、各面圧でピッチングが発生した転動面最表面層のマルテンサイト相のX線半価幅は4～4.2°に減少するとともに転動面最表面層において顕著な軟化が認められる。

【0008】

また、S55C炭素鋼を焼入れ焼戻し処理によってHRC61～62に調整した炭素鋼について、面圧250kgf/mm²での転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ180kgf/mm²であり、面圧250kgf/mm²でピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に3.6～4.2°に減少している。

【0009】

さらに、共析炭素鋼（1）（0.77重量% C）についてもその転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ230～240kgf/mm²であり、ほぼ同じ炭素量からなる前記浸炭肌焼鋼の転動面圧強度とほぼ同じであり、浸炭肌焼鋼の方が転動表面の粒界酸化層や不完全焼入れ層が存在することによる転動面圧強度のバラツキによる低下が見られること

がわかった。

【0010】

また更に、球状化处理した共析炭素鋼（2）（0.85重量% C、0.43重量% Cr）の転動面を高周波焼入れしたものの転動面圧強度を予備調査した結果、 10^7 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ $260 \sim 270 \text{ kgf/mm}^2$ であり、前記共析炭素鋼（1）（0.77重量% C）の転動面圧強度に比べ高強度化され、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約2体積%分散していることによることがわかった。

【0011】

さらに、前記微細なセメンタイト粒子を分散させる（約2体積%）と同時にマルテンサイト硬さを高める観点から、約1.0重量%炭素と1.5重量% Crを含有するS U J 2を 840°C から焼入れた後にH R C 62.5になるように焼戻したものの転動面圧強度を予備調査した結果、 10^7 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ 270 kgf/mm^2 であり、前記共析鋼のそれとほぼ同じ強度を示し、ピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に $4.2 \sim 4.5^\circ$ に減少していることがわかった。また、前記微細なセメンタイト粒子をより多く分散させるために、球状化处理を施したS U J 2を加熱温度 $950 \sim 980^\circ\text{C}$ で高周波焼入れしたものの転動面圧強度が先の 840°C から焼入れしたものに比べて、 290 kgf/mm^2 にまで改善されており、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約10体積%分散していることによることがわかった。

【0012】

さらに、炭素が0.46、0.55、0.66、0.77、0.85重量%含有される炭素鋼を 820°C から焼入れ、 $100 \sim 350^\circ\text{C}$ で各3時間焼戻したときの硬さとX線半価幅を調査し、さらに、すでに公開されているこれらに関するデータ（例えば材料、第26巻280号、P26）を参考にして検討した結果、マルテンサイト相のX線半価幅が $4 \sim 4.2^\circ$ になる硬さはほぼH R C 51～53に焼戻される状態に相当し、例えば浸炭肌焼鋼の表面炭素濃度がほぼ0.7～0.9重量%に調整されていることを参考にすると、その焼戻し温度はほぼ 30

0℃に相当することがわかった。

【0 0 1 3】

以上の予備試験結果から、歯車が高面圧下で噛み合う際に発生する熱によって歯面最表面部が焼戻され、軟化することによって、ピッチングが発生することを明らかにし、さらに、浸炭焼入れ歯車並みのピッチング強度を得るための指標としては300℃での焼戻し硬さがHRC53以上となることが必要であることを明らかにした。

【0 0 1 4】

また、SCM420鋼に浸炭焼入れ処理を施した浸炭硬化層の300℃焼戻し硬さと、単に焼入れ処理を施した共析炭素鋼の300℃焼戻し硬さの比較において、焼戻し軟化抵抗性に対するCr、Moの改善がほとんど確認されないために、高周波焼入れ法によって浸炭焼入れ歯車以上のピッチング強度を付与するためには、ほぼ300℃での低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を高める新たな合金設計が必要となること、および、前記共析炭素鋼(2)(0.85重量% C)、SUJ2の転動面圧強度の改善作用のように粒径が0.1~1.5μmの微細で硬質なセメンタイト粒子などをマルテンサイト相中に分散させることが面圧強度を効果的に改善させることを明らかにした。

【0 0 1 5】

境界潤滑状態における摺動を伴う転動面での耐焼付き性が硬質なセメンタイトの分散によって顕著に改善され、その転動面における最表面温度の低減と耐摩耗性の改善によることは明らかであり(硬質粒子分散効果と呼ぶ)、その改善効果が0.1体積%以上の硬質粒子の分散によって認められるようになることが知られている。

【0 0 1 6】

また、前述の浸炭焼入れによるピッチング強度と同等以上(面圧 $P_{max} = 230 \text{ kgf/mm}^2$ 以上)に耐える高周波焼入れ歯車設計としては、ヘルツ面圧の理論解析に基づいて、面圧値の0.3倍の片振り剪断応力($R = 0$)の疲労強度に耐える硬さが設定されるが、その計算値はほぼHRC53.4であり、前述の予備試験においてピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相X線半価幅

から求まる硬さ ($HRC = 53$) と極めてよく合致しており、また、その硬さが滑りを伴う転動によって発生する摩擦熱によって、転動面最表面部がほぼ 300°C に昇温する時点でピッチングが発生することから、 300°C 焼戻し硬さが少なくとも $P_{max} = 230 \text{ kgf/mm}^2$ に耐えるための $HRC 53$ 以上であるように設定することによって浸炭焼入れ歯車と同等以上の高面圧歯車が開発されることがわかった。

【0017】

なお、実施例 2 で後述するように、炭素を $0.1 \sim 1.0$ 重量% 含有する炭素鋼の 300°C 焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = 36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9$$

で記述され、この硬さを基準にして各種合金元素の 300°C 焼戻しマルテンサイト相の硬さに対する影響を調査した結果、 300°C 焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = (36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9) + 4.33 \times Si \text{ (重量\%)} + 7.3 \times Al \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)} + 1.5 \times Mo \text{ (重量\%)} + 1.2 \times Cr \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)})$$

で記載され、とりわけフェライトに濃縮する Si 、 Al が顕著な焼戻し軟化抵抗性を発揮することを明らかにした。

【0018】

上述の結果に基づいて、本発明においては、前記鋼中の各合金成分の含有量 (重量%) を次のように限定した。

【0019】

要するに、第 1 発明においては、少なくとも $C: 0.55 \sim 1.1$ 重量% を含有するとともに、 $V: 0.1 \sim 0.5$ 重量%、 $Cr: 0.3 \sim 1.5$ 重量% の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波焼入れ焼戻しによって低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相中に平均粒径が $0.1 \sim 1.5 \mu\text{m}$ のセメントタイトが $0.2 \sim 10$ 体積% 分散されている組織からなることを特徴とする転動部材を開発した。

【0020】

なお、前記硬質粒子分散効果が作用し始めるのは、通常、0.1体積%以上であるが、セメンタイトはその硬さがほぼHv850~1000であり、マルテンサイト母相硬さと大きな差異がないことから、相手材料に対するアタック性が少なく、前述のSUJ2高周波焼入れ転動面層中のセメンタイト分散量を考慮して0.2~10体積%が有効であることは明らかであるが、下限のセメンタイト分散量を1体積%とすることがより好ましいものとした。

【0021】

また、前記高周波焼入れ時の加熱温度は浸炭焼入れや単なる炉加熱焼入れ温度と比べ900~1050℃と極めて高いために、例えば高周波焼入れ用鋼として多く用いられる炭素鋼を用いた転動部材表面層にセメンタイトを分散させた焼入れ硬化層を形成させることが難しい。この問題を解決するために、第2発明においては、フェライト相(α Fe相)とセメンタイトが共存する状態において、セメンタイトに最も顕著に濃縮する合金元素Crを添加し、セメンタイト中のCr濃度を2.5重量%以上、より好ましくは3重量%以上に高めることによって高周波加熱中のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を阻害することを図った。

【0022】

なお、高周波焼入れ処理に供する鋼におけるセメンタイト中のCr濃度は、その前組織である(フェライト+セメンタイト)二相組織におけるセメンタイトへのCrの濃縮度によって決まるものであり、例えば700℃でその二相組織を十分に加熱すると、セメンタイト中のCr濃度はフェライト中のCr濃度の約28倍に濃縮することが知られており(600℃加熱では約35倍)、このCrの濃縮したセメンタイトが加熱中のオーステナイトへ固溶するが、その際のセメンタイトの固溶機構(速度)は図1に示される加熱温度におけるFe-C-M(合金元素)三元系状態図とその図中に示される炭素の等活量線図(等炭素活量線図)の関係から説明することができる。

【0023】

図1は、炭素との親和力の強いCrと類似の合金元素を添加したFe-C-M三元系状態図を模式的に示したものであり、図中のA点で示す組成の鋼中の炭素活量と等しい炭素活量は図中のA点を通る細線のように、M元素添加によって炭

素活量が低下することから等炭素活量線は右肩上がりに推移し、セメンタイトの固溶度線と交わり、その交点（B点）と平衡するM元素が含有したセメンタイト組成点（C点）と直線的に結ばれるものである。

【0024】

その他の等炭素活量線（細線）は、各炭素活量に応じて計算されるものであり、炭素濃度が高くなるほど炭素活量は大くなるが、Fe-C軸（Fe-C二元系）での黒鉛の固溶度（D点）が炭素活量 $A_c = 1$ と定義されるものである。

【0025】

前記図1中に使用する鋼材組成A点における、焼入れ前組織におけるフェライトとセメンタイトの組成はE点、F点で与えられ、焼入れ加熱温度に急速に加熱された温度におけるF点組成のセメンタイトが合金元素Mをその場に残して、極めて拡散性の大きい炭素だけが急速にオーステナイト中に固溶する場合のセメンタイト界面と局所平衡するオーステナイト界面組成G点の炭素活量が鋼材組成のA点の炭素活量より大きいことから、炭素の化学ポテンシャルの勾配によって急速に拡散し、セメンタイトが固溶した位置と元フェライトであった位置において、まず図1中の等炭素活量線に沿って炭素が均質化した後に（矢印 \longleftrightarrow で示す）、合金元素が均質化することがわかる。

【0026】

しかし、鋼中への合金元素添加量がより多く添加され（H点）、セメンタイト中により多くの合金元素が濃縮する（J点）場合には、セメンタイトが合金元素Mをその場に残して炭素だけが固溶するとした時のセメンタイトと平衡するオーステナイト中の炭素活量が（K点）、元のA点組成の炭素活量より低くなることから、K点を通る等炭素活量線に沿って極短時間で炭素は拡散するが、それ以上の固溶が進行し、セメンタイトが完全に固溶する間にはK点からセメンタイトの固溶度線に沿ってのB点への合金元素の拡散なしにセメンタイトが固溶できないことがわかり、セメンタイトの固溶が合金元素Mの拡散に律速されながら急速に遅くなることがわかる。また、セメンタイトが完全に固溶するための時間は、元のC点組成を通る等炭素活量線とセメンタイト固溶度線との交点とセメンタイト中のB点との合金元素濃度差が大きくなるほど遅くなることが明らかであ

り、高周波加熱・焼入れによるセメンタイトの分散が容易に行われることがわかる。

【0027】

さらに、オーステナイト (γ 相) 領域での加熱が数秒以内に制御される高周波加熱・焼入れ処理が施されたセメンタイトが未固溶状態で分散しているマルテンサイト母相中の炭素濃度は、炭素拡散で支配される K 点を通る等炭素活量線に相当する炭素濃度と等しくなり、それに応じたマルテンサイトの硬さが得られるが、その母相となるオーステナイト (γ 相) の焼入れ性は元のフェライト中の合金元素濃度と前記炭素濃度とによって決まり、鋼材への添加濃度から計算される焼入れ性 (D I 値) より大きく低下することがわかる。また、その焼入れ性の低下する割合は、焼入れ前組織中のセメンタイトに合金元素が濃縮するほど大きくなり、Cr、Mn、Mo のセメンタイトに濃縮し易い元素ほどその低下は顕著に起こることも明らかである。

【0028】

より具体的にするために、図 2 に示す Fe-C-Cr 三元系状態図と等炭素活量線図 (at 1000℃) を使って 1000℃ にすばやく加熱して焼入れ処理を行う高周波焼入れの場合を以下に検討する。

【0029】

(1) 急速にセメンタイトが固溶する場合 (セメンタイト中の Cr 濃度が低い場合)

図 2 中の A 点 (0.8 重量% C, 0.4 重量% Cr) で示す鋼を (セメンタイト + フェライト) 共存領域の 700℃ で十分加熱すると B 点 (セメンタイト、2.6 重量% Cr) と C 点 (フェライト、0.09 重量% Cr) の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる 1000℃ に急速加熱すると、B 点、C 点は A 点に向かって均質化していくことになるが、前述のように、B 点のセメンタイト中の合金元素がオーステナイト中をほとんど拡散しない間に炭素がフェライト組成を持っていたオーステナイト (C 点) に D 点を経由しながら矢印 ($\uparrow\downarrow$) で示すように急速に拡散し、セメンタイトを固溶した後、A 点を通る炭素の等活量線 (等炭素活量線) で平衡化し、その後の加熱によっ

て Cr 元素が A 点に向かって均質化することで、より迅速なセメンタイトの固溶を達成することができ、マルテンサイト母相の炭素濃度もほぼ A 点と同じ炭素濃度となって、より高硬度なマルテンサイトが得られることがわかる。

【0030】

(2) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合 1

図 2 中の E 点 (0.8 重量% C, 1 重量% Cr) で示す鋼をフェライトとセメンタイト共存領域の 700℃ で十分加熱すると G 点 (フェライト、0.24 重量% Cr) と F 点 (セメンタイト、6.61 重量% Cr) の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる 1000℃ に急速加熱すると、前述の例のごとく、F 点は H 点に向かって固溶していくことになるが、H 点 (セメンタイトが固溶する場合のセメンタイトと等炭素活量の関係にあるオーステナイト界面) での炭素活量が元の E 点の炭素活量よりも低くなるために、まず H 点を通る等炭素活量線までセメンタイトが炭素拡散律速機構で固溶した後、セメンタイトと平衡する γ 相組成 (H 点) がセメンタイトの固溶度線に沿って E 点と等炭素活量の関係にあるセメンタイトの固溶度線上の I 点に Cr の拡散を伴いながらセメンタイトを固溶し、オーステナイト (γ) 組成が I 点に到達した時点でセメンタイトが完全に固溶することがわかる。また、焼入れ後のマルテンサイト母相中の炭素濃度は約 0.6 重量% となり、非常に硬質なマルテンサイト中に約 3 体積% のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

【0031】

(3) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合 2

前記 (2) の場合における H 点は、セメンタイトと異なる Cr_7C_3 炭化物とオーステナイト (γ 相) が平衡し、非平衡なセメンタイトとオーステナイト (γ 相) の二相平衡がセメンタイトの固溶過程において成り立つと仮定しているが、このセメンタイトの固溶過程において、 Cr_7C_3 炭化物の固溶度線上の J 点を通る等炭素活量線 (約 0.2) までは、炭素拡散律速でセメンタイトが固溶するが、それ以後のセメンタイトの固溶は、セメンタイト消失前に Cr_7C_3 炭化物が形成される必要性のないように、オーステナイト (γ 相) 界面組成は、少なくとも Cr_7C_3 炭化物が析出しなくても良い (オーステナイト (γ 相) + セメン

タイト+Cr₇C₃) 三相共存領域のK点に到達する拘束条件が加わるためにセメンタイトの固溶がより遅延されることがわかる。この場合の前記高周波加熱・焼入れによって得られるマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.45重量%となり、硬質な(HRC57~61)マルテンサイト母相中に約5体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

【0032】

なお、前述の検討結果から、セメンタイトの顕著な遅延が発生する限界点は1000℃の加熱条件ではセメンタイト中のCr濃度が約3重量%に濃縮する(J点) 場合であることは明らかであり、900℃の加熱では約2.5重量%であるので、例えば、C:0.55重量%、Cr:0.3重量%を含有する鋼を700℃で加熱する場合のセメンタイト中の[Cr濃度] $=\alpha_{KCr} \times \text{鋼中のCr濃度} / (1 - (\text{鋼中の炭素濃度} / 6.67) \times (1 - \alpha_{KCr}))$ は2.6重量%と算出されることから、Crの下限添加量はほぼ0.3重量%であり、好ましくは0.4重量%以上であることがわかる。ここで、 α_{KCr} はフェライト相とセメンタイト間のCrの濃縮性をあらわす分配係数であって、分配係数 α_{KM} =セメンタイト中のM元素濃度(重量%)÷フェライト中のM元素濃度(重量%)と定義されるものであり、各合金元素の分配係数(700℃での)は、

$\alpha_{KCr}=28$ 、 $\alpha_{KMn}=10.5$ 、 $\alpha_{Kv}=9.0$ 、 $\alpha_{KMo}=7.5$ 、 $\alpha_{KW}=2.0$ 、 $\alpha_{KNi}=0.34$ 、 α_{KSi} 、 $Al \div 0$ であることが知られており、Crが各種合金中で最もセメンタイトへ濃縮することがわかる。

【0033】

さらに、前記900~1050℃で高周波加熱・焼入れ法を転動部材に適用するために、その焼入れ後に140℃以上の焼戻し処理したマルテンサイト母相硬さを少なくともHRC55以上に高める必要があることから、マルテンサイト母相中の炭素濃度を0.40重量%、より好ましくは0.5重量%以上に高めるために、セメンタイト中のCr濃度が7重量%以下となるように調整することが必要であることがわかる。よって、第2発明においては、セメンタイト中のCr濃度が2.5~7重量%の範囲で調整されるものとした。

【0034】

また、前記炭素拡散律速で拡散する時のマルテンサイト母相中の炭素濃度が約 0.9 重量% C 以上になると、前記高周波加熱・焼入れ時の焼割れ性が高まり易いことから、その炭素濃度が 0.45～0.9 重量% となるように調整されることが好ましいので、鋼材炭素量は未固溶セメンタイト量を 1～10 体積% とすると、0.55～1.5 重量% で適用できることがわかる。

【0035】

したがって、0.55～1.5 重量% の炭素量を添加するときの Cr 量としては 1.8 重量% 以下であることが好ましいが、経済的な観点からは 1.5 重量% 以下で調整されることが好ましい。さらには、後述するように歯車用鋼材に適用し、高周波輪郭焼入れする歯車を製造する場合には、セメンタイトが分散するオーステナイト相の焼入れ性を抑えるために、0.8 重量% 以下で使用されることが好ましい。

【0036】

またさらに、前述のフェライトとセメンタイト間の合金元素の分配係数 α_{KM} が大きい V、Cr、Mo、W がセメンタイトへの濃縮傾向が大きいだけでなく、前記 (3) の関係で記載したような Cr_7C_3 炭化物の存在と同様に、 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 、 V_4C_3 、WC 特殊炭化物が存在することから、 Cr_7C_3 と同様の検討がされ、セメンタイト中の V、Mo、W 濃度がそれぞれ 0.3 重量% V、1 重量% Mo、1 重量% W 以上に調整されることが必要とわかり、その結果、V : 0.1 重量% 以上、Mo : 0.3 重量% 以上および W : 0.5 重量% 以上の添加によって前記セメンタイトの固溶遅延が発現されるので、本発明においては少なくとも Cr が 0.3 重量% 以上および／または V が 0.1 重量% 以上添加されるものとし、Mo、W が必要に応じて複合添加されることが好ましいものとした。

【0037】

さらに、V は 0.3 重量% を越えると V_4C_3 炭化物が高周波焼入れ後のマルテンサイト母相中に残留するようになり、かつ、 V_4C_3 が顕著な前述の硬質粒子分散効果 (～0.4 体積%) を発揮することから、V 添加量範囲としては 0.1～0.5 重量% が好ましいことがわかる。

【0038】

また、MnはV、Moよりも α KMnが大きく、セメンタイト中に顕著に濃縮する元素であるが、オーステナイト状態での特殊炭化物の存在が無く、かつ、通常添加される鋼組成範囲（～1.5重量%）においては（セメンタイト中～8.5重量%Mn）、セメンタイトの炭素の流出を阻害するMnによる炭素活量の低下も顕著でないことは明らかであるので、Mnは1.5重量%以下を適量とできることは明らかである。なお、後述するように歯車用鋼材に適用する場合においては、焼入れ性を抑えるために、0.5重量%以下で使用されることが好ましい。

【0039】

なお、前記セメンタイトとフェライト間の分配係数 α KMは前述のように700℃で十分加熱したときのものであって、例えば加熱温度を600℃に下げた時にはそれらの分配係数はより大きくなり、Cr、Mn、V、Moはよりセメンタイトに濃縮されるが、その加熱が短時間すぎた場合には十分に濃縮されないので、あらかじめ鋼の共析温度以下で加熱処理しておくことが好ましいことは明らかである。

【0040】

さらに、前記転動面層のマルテンサイト母相中にパーライト組織の板状セメンタイトや粗大セメンタイト粒子が分散することは強度的に好ましくないことは明らかであり、高周波焼入れの前処理として、セメンタイトを粒状化し、平均粒径1 μ m以下に微細化しておくことがより好ましいことは明らかであるが、そのセメンタイト粒子の微細化は α KMの大きな元素を添加することが必要であり、セメンタイトへの濃縮傾向が最も大きいCrを添加することが好ましいことは明らかである。

【0041】

また、前述のように高周波焼入れ前組織をセメンタイト球状化組織とする場合においては、素材調質（焼入れ焼戻し熱処理）による球状化を図る場合には、一旦深いマルテンサイト層を形成する必要があるために、必然的に焼入れ性の高い鋼を使う必要があるが、本発明においては球状化焼きなまし処理によって実施さ



れることが好ましく、とりわけ、共析温度を顕著に高める Si、Al を多量に添加する鋼においては、その熱処理時間が大幅に短縮できる特徴を有している（第 4 発明）。

【0042】

なお、前記転動部材を歯車に適用する場合においては、前記セメンタイト粒子に起因する内部切欠き作用で歯元曲げ疲労強度の低下が危惧されるので、第 3 発明においては、前記転動面層を高周波加熱後に焼入れいた後も、転動面層中に $0.1 \sim 1.5 \mu\text{m}$ のセメンタイト粒子が 1 体積% 以上分散するようにして、旧オーステナイト結晶粒径を ASTM 10 番以上に微細化し、かつ圧縮残留応力を付加することによって対策することとした。さらに、歯面、歯元へのショットピーニング処理を施すことによって、転動面層の最表面部において、 50 kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力を確実に付与することとした（第 10、第 11 発明）。

【0043】

前記高周波焼入れを実施して利用する転動部材は、その際の加熱均質時間が数秒以内であることが多く、前述のようにセメンタイトに Cr, Mo, V, Mn 等を濃縮して高周波焼入れした場合に、マルテンサイト母相内での合金元素の均質化はほとんど進まないことが多く、焼戻し軟化抵抗性が低下することによって、前述の転動面強度に対するセメンタイトによる粒子分散効果が十分に発現されず、浸炭焼入れ転動部材に較べてもその面圧強度が改善されないことが危惧されるために、第 4 発明においては、セメンタイト中にほとんど濃縮せず、マルテンサイト母相に効率良く残留して、マルテンサイト母相の焼戻し軟化抵抗性を高める、 $\text{Si} : 0.5 \sim 3.0$ 重量% もしくは $\text{Al} : 0.25 \sim 1.5$ 重量% のいずれか一方または $(\text{Si} + \text{Al}) : 0.5 \sim 3.0$ 重量% を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, Cu, W, B, Ca の一種以上の合金元素と P, S, N, O 等の不可避的不純物元素が含有され、残部が実質的に Fe からなるとともに、

$$5 \leq 4.3 \times \text{Si (重量\%)} + 7.3 \times \text{Al (重量\%)} + 3.1 \times \text{V (重量\%)} + 1.5 \times \text{Mo (重量\%)} + 1.2 \times \text{Cr (重量\%)} \times (0.45 \div \text{C (重量\%)})$$

の関係を満足するように調整されてなる鋼材を焼入れ処理もしくは高周波焼入れ



処理後に300℃以下の焼戻し処理を施し、その表面硬化層が300℃の焼戻し処理によってもHRC50以上の硬さが確保されるようにしたことを特徴とする鋼材を用いること特徴とする高周波焼入れ転動部材を開発した。

【0044】

また、本発明では、Si、Al等のフェライト安定化元素を多量に添加するので、高周波焼入れ時においてフェライト相が焼入れ硬化層に残留する危険性がまず検討される必要があるが、図3に示すように3重量%Siを添加した鋼においては炭素量を0.35重量%以上で、より好ましくは0.45重量%以上に添加することによって高周波焼入れ時の通常の加熱温度(900~1050℃)において十分にオーステナイト化することがわかる。また、Siの代わりにAlを添加する場合においては、AlはSiの2倍以上のフェライト安定化能力を持つことから、本発明においては1.5重量%をAl上限添加量とすることが好ましいことは明らかである。


【0045】

前記高周波焼入れの前組織として、(フェライト+パーライト)組織であっても、粗大なフェライトが存在する場合には、短時間の高周波加熱によって均質化され難いことから、本発明のように前記Ti、V、Zr、Nb、Ta、Hfの炭化物、炭窒化物を含有し、(フェライト+パーライト)組織を細かくし、粗大フェライトの発生を抑えることや鋼中の炭素量を0.6重量%以上に調整することが好ましいことは明らかである。

【0046】

なお、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素からなる炭化物、窒化物および／または炭窒化物は前記セメンタイトに比べ、高周波加熱時のオーステナイトにほとんど固溶せず、かつ極めて硬質であり、鋼に対する耐焼付き性に極めて優れた化合物であることから、それらの微量の添加によってオーステナイト結晶粒の微細化とセメンタイトに代わる前記硬質粒子分散効果が優れることは明らかであり、本発明においては経済性を考慮して、0.2重量%を上限添加量とした(第5発明)。

【0047】



また、前記硬質粒子を、例えばTiCとした場合には、TiCの比重がほぼ 4.9 gr/cm^3 であることから、0.2重量%のTi添加によって0.25重量%のTiCが形成され、その体積% (0.4体積%) が、相手摺動材料に対するアタック性の小さいことがわかる。

【0048】

また、前記転動面での耐焼付き性や耐摩耗性を効率的に改善するためには、前記鋼の溶製段階で析出分散させる炭化物、窒化物および／または炭窒化物が比較的大きいことが好ましいことであって、それらの平均粒径としては、高速度鋼炭化物の分布に見られるように $0.2\text{ }\mu\text{m}$ 以上が好ましく、かつ摺動時の相手材へのアタック性を考慮した場合には $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下にしておくことが望まれる。

【0049】

Mn、Cr、Moは鋼の焼入れ性を顕著に高め、高濃度な炭素（一般的には0.55重量% C以上）を含有する鋼においては高周波焼入れ時の焼割れ性が高まることや、歯車ピッチ円での硬化深さが深くなり過ぎて歯面表面に引張残留応力が発生するために、歯面強度が低下し易い問題を起し易い。そこで、第6発明では、Cr、Moをセメンタイト球状化处理のA1～550℃加熱状態で十分にセメンタイト中に濃縮させ、そのセメンタイトを残留させるように高周波焼入れすることによって、オーステナイトの焼入れ性を大幅に低減し、MnおよびCr添加を、少なくともCr: 0.3～0.8重量%および／またはV: 0.1～0.3重量%、かつMnを0.2～0.5重量%の範囲に抑制する鋼材を利用することによって解決したが、さらに、第7発明、第8発明においては、これらの鋼材を用いて、A1温度以下の温度から900～1050℃の焼入れ温度まで高周波による10秒以内の急速加熱後に急冷する高周波焼入れ作業によって製造される転動部材であって、高周波焼入れによる焼入れ硬化層が歯形に沿って形成される高周波輪郭焼入れ歯車を開発した。また、Mo、Wは不可欠な元素ではないが、それぞれ0.1重量%以下を含有しても良いものとした。

【0050】

なお、前記各発明につながる各合金元素の働きについてまとめて次に記述する。

【0051】

Si : 0.5 ~ 3.0 重量%

Si は 300 ~ 350℃ 以下の低温焼戻し温度域での焼戻し軟化抵抗性を顕著に高める元素であり、その焼戻し軟化抵抗性を高める機構としては低温度で析出する ε 炭化物をより安定化し、セメンタイトの析出をより高温側へ引き上げることによって軟化を防止することが示されている。

【0052】

Si の下限添加量は、1 重量% 当りの Si の 300℃ 焼戻しでの軟化抵抗 ΔHRC が 4.3 であることと、0.55 重量% 炭素から求まる 300℃ 焼戻しのベース硬さが HRC 47.6 であることから、300℃ 焼戻し硬さ HRC 50 を確保するための Si 添加量は約 0.5 重量% であり、さらに、0.15 重量% の Si が共存する場合の Al 添加量は約 0.25 重量% であることから、Si、Al 添加下限量と設定した。

【0053】

また、その Si 上限量は前述の炭素量 0.4 ~ 0.8 重量% の範囲で Ac3 変態温度が 900℃ を越えないようにし、むやみに高周波焼入れ温度を高くしないようにするために 3.0 重量% としたが、浸炭、浸炭浸窒処理後に油焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を 0.2 ~ 0.8 重量% にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を 2 重量% に抑えることが好ましいことは明らかである。

【0054】

Al : 0.25 ~ 1.5 重量%

Al は強力な脱酸作用を示すことおよび、鋼中に含有される不純物元素である P、S を結晶粒界から排斥する作用が強力であることから鋼材の清浄度化に有効であること、さらに、本発明では、Al が Si よりも低温焼戻し軟化抵抗性を高める元素であることを確認し (ΔHRC = 7.3)、Al を単独に添加する場合の添加量を 0.25 ~ 1.5 重量% とし、Si の一部を 0.15 ~ 1.5 重量% の Al で置き換えて利用する場合には (Si + Al) : 0.5 ~ 3.0 重量% とすることを特徴としたが、前述のように Al は Si よりもさらに強力なフェライ

ト安定化元素であり、Ac3 温度をSi に比べて約 1.6 倍より高める作用を有するので、その最大の添加量を 1.5 重量%以下とした (2.5 重量%/1.6)。また、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を 1 重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

【0055】

Ni :

前記添加量のAl とNi : 0.3 ~ 2.5 重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願 2002-240967 号で報告しており、とりわけ、0.6 重量%および 1.2 重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織が優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できることは歯車材料として有効であることは明らかである。第9 発明ではNi 添加が鋼材をより高価なものとするために、1.5 重量%以下とした。

【0056】

Cr :

Cr は焼入れ性を顕著に高める元素であるが、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3 変態温度以上に加熱された表面層部のみが急速に冷却されれば良いので、歯車材としての焼入れ性 (DI 値) は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性DI 値: 2.0 inch 以上を越える必要性が無いために、前述のようにセメンタイトを分散させない歯車材料としては、その焼割れ性を軽減するために、Cr は0.5 重量%以下に調整されることが多いが、前述のように高周波焼入れ法によってセメンタイトを分散させる場合においては、微細なセメンタイトを残留させるために0.3 ~ 1.5 重量% Cr を添加することが好ましい。また、この場合においてはセメンタイトの球状化処理によって、Cr をセメンタイト中に十分に濃縮させておき、高周波加熱時に発生するオーステナイト中への合金元素の固溶を抑えて、実質的なオーステナイト相の焼入れ性を抑えることによって焼割れ性を抑制することが好ましいが、焼入れ性にほとんど影響を与えないV によってセメンタイトの分散を図り、Cr 添加量を0.5 重量%以下に留めることも好ましいことは明らかである。

【0057】

Mn:

Mnは、顕著な脱硫作用を示すだけでなく、前述のように鋼の焼入れ性を顕著に高める元素であるために、目的に応じて適量添加されるが、前記炭素量を0.55～1.4重量%含有する鋼では、焼割れ性を高めることから、高周波焼入れによって利用する本転動部材においては、そのMn上限量を0.5重量%に抑えて使用することが好ましい。

【0058】

Mo:

Moは鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるとともに、焼戻し脆性を抑える元素であることから、本発明では通常肌焼きSCM鋼と同レベルの0.35重量%以下の範囲で添加されることが好ましいものとしたが、前述の高周波焼入れ法が適用される転動部材においては、0.3重量%以上の添加によって高周波加熱時のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅延するが、その役割と経済的な観点を考慮して不可欠な添加元素でないことは明らかであることから、0.35重量%以下に抑えて利用するものとした。Wについてもほぼ同様である。

【0059】

なお、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3変態温度以上に加熱された表面層部のみが焼入れ硬化されれば良いので、歯車材としての焼入れ性(DI値)は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性2.0inch以上を越える必要性はあまり無く、安価な鋼材が利用できる特徴があるので、本発明ではMn, Cr添加量をより低く調整し、Si, Al, Ni, Mo, V等の合金元素を調整して鋼材のDI値が2.0inch以下となるようにすることがより好ましいことは明らかである。

【0060】

【実施例】

次に、本発明による転動部材の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0061】

〔実施例 1：焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度（予備試験）〕

本実施例では、歯車での歯面における滑りを伴う転動疲労強度を調べるために、図 4 に示される試験片を用いてローラピッチング試験を実施し、各種の焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度を調べた。表 1 は本実施例に用いた各種炭素鋼、肌焼き鋼の化学成分を示したものであり、各種鋼材は図 4（a）の小ローラ形状に加工した後、No. 1、2、4 は 820℃で 30 分加熱後に水焼入れし 160℃で 3 時間焼戻して、試験に供した。また、No. 3 と No. 4 は素材調質処理後に転動面を 40 kHz 高周波電源を用いて焼入れ硬化し、前述と同様の焼戻し処理を施した。さらに、No. 5 は 930℃で 5 時間の浸炭処理（炭素ポテンシャル 0.8）した後 850℃に冷却し、850℃で 30 分保持した後に 60℃の焼入れ油に焼入れた後、前述と同様の焼戻し処理を施した。

【0062】

【表 1】

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	備考
No.1	0.55	0.23	0.71				S55C
No.2	0.77	0.21	0.74				共析炭素鋼(1)
No.3	0.85	0.22	0.81		0.43		共析炭素鋼(2)
No.4	0.98	0.27	0.48		1.47		SUJ2
No.5	0.19	0.22	0.75		0.97	0.15	SCM420H

【0063】

なお、No. 4 の球状化处理した SUJ2 を高周波加熱によって 800℃以上の温度域において 5℃/sec で比較的遅く昇温し、所定の加熱温度で約 5 秒間保持した後に水焼入れし、その時の焼入れ層硬さからマルテンサイト中の炭素濃度と未溶解のセメンタイト量の関係を調査した結果が図 5（a）（b）（c）に示されている。このグラフから明らかに、Cr のセメンタイトへの濃縮によって、オーステナイトへのセメンタイトの固溶が遅延しており、十分な硬さのマルテンサイトを得るためには、少なくとも 925℃以上に加熱温度を設定することが必要であり、1000℃に加熱温度を高めた場合においても 6 体積%以上のセメンタイトが未固溶状態で残留するので、No. 3、No. 4 の高周波焼入れ温度

を 9 5 0 ~ 9 8 0 ℃ となるように焼入れ処理を施した後、1 6 0 ℃ で 3 時間焼戻した。このとき残留するセメンタイト量は No. 3 : 2 体積%、No. 4 : 1 0 体積%であった。

【0 0 6 4】

また、大ローラは No. 4 の S U J 2 材を 8 2 0 ℃ で 3 0 分加熱後に水焼入れし 1 6 0 ℃ で 3 時間焼戻したものを使用し、ローラピッチング試験は 7 0 ℃ の # 3 0 エンジンオイルで潤滑しながら、小ローラを 1 0 5 0 r p m、大ローラ（負荷ローラ）を 2 9 2 r p m として 4 0 % の滑り率を与え、面圧を 3 7 5 ~ 2 2 0 k g f / m m ² の種々の条件で負荷を与えて実施した。

【0 0 6 5】

図 6 は各種面圧でピッチングが発生した繰返し回数をまとめて示したものであり、基準とする浸炭肌焼き鋼における各面圧における最小繰返し数をつないだ寿命線を図中の実線で示したが、ピッチング発生繰返し数が 1 0 ⁷ 回となる時の面圧を転動面疲労強度と定義した場合、そのピッチング強度は約 2 1 0 k g f / m m ² となることがわかった。また、同様の整理の仕方では検討すると、No. 1 : 1 7 5 k g f / m m ²、No. 2 : 2 4 0 k g f / m m ²、No. 3（高周波焼入れ）：2 6 0 k g f / m m ²、No. 4 : 2 7 0 k g f / m m ² および No. 4（高周波焼入れ）：2 9 0 k g f / m m ² となり、高周波焼入れによって、セメンタイト粒子を約 2 体積%、約 1 0 体積%を分散させた No. 3、No. 4 の転動面疲労強度が顕著に改善されていることがわかる。さらに、浸炭肌焼き鋼はバラツキが多少大きく、この原因が転動面での浸炭時の粒界酸化や不完全焼入れ層の存在や残留オーステナイト量が多いこと等によるもので、平均的なピッチング発生回数で比較した場合には、No. 2 のピッチング強度と変わらないことがわかる。

【0 0 6 6】

また、ピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相の X 線半価幅を調査した結果、No. 1 : 3. 6 ~ 4. 0 °、No. 2 : 4 ~ 4. 2 °、No. 3 : 4. 2 ~ 4. 4 °、No. 4 : 4. 3 ~ 4. 6 °、No. 5 : 4 ~ 4. 2 ° であった。

【0067】

さらに、前記熱処理を施したNo. 1～5の試験片を250～350℃で各3時間焼戻した時のX線半価幅を調査した結果、前記ピッチング発生転動面の半価幅はほぼ300℃で焼戻した半価幅と合致し、また「材料、第26巻、280号、P26」で報告されている各種炭素濃度の炭素鋼の焼戻し硬さと半価幅の関係ともほぼ合致することがわかる。

【0068】

[実施例2：焼戻し軟化抵抗性の確認]

表2は本実施例で使用した合金組成を示したものである。熱処理は810～870℃で30分加熱後に水冷し、300℃、350℃で3時間焼戻した試験片のロックウェル硬さHRCを調査し、さらに、これらの硬さに対する各合金元素添加量の影響を解析した。

【0069】

【表2】

TPNo.	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B
No.6	0.45	1.45		0.46		1.49	0.52	0.14	0.0018
No.7	0.49	1.45		0.46		1.01	1.03	0.15	0.0019
No.8	0.47	0.31		0.46		2.01	1.03	0.15	0.0019
No.9	0.49	0.29		0.45		1.5	1.49	0.23	0.0019
No.10	0.36	1.77		0.6		0.62	0.11		0.0026
No.11	0.45	0.95		0.66	0.01	1.29	0.5		0.0029
No.12	0.39	0.93		1.02	0.08	0.97	0.95	0.5	
No.13	0.43	0.26		0.44		1.01	0.48		0.001
No.14	0.47	0.25		0.4		1.01	1.05		0.0018
No.15	0.46	1.5		0.4		1	0.51		0.002
No.16	0.45	0.24		0.4		1.02	0.48	0.31	0.0011
No.17	0.45	1.46		0.39		0.96	0.98		0.001
No.18	0.41	0.25		0.35		1	0.49		0.0017
No.19	0.52	2.3		0.57		0.11			
No.20	0.98	0.27		0.48		1.47			
No.21	0.55	0.23		0.71					
No.22	0.77	0.21		0.74					
No.23	0.45	0.21	1.26	0.53		1.51	0.21		
No.24	0.6	0.25	0.97	0.93	0.98	1.04	0.35		

【0070】

なお、予備実験としては、0.1～1.0重量%の炭素と0.3～0.9重量

%のMnを含有する炭素鋼についても調査し、前記合金元素の影響の解析のベースデータとした。その結果、

$$250^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 34 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 26.5$$

$$300^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 36 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 20.9$$

$$350^{\circ}\text{C} \text{では } \text{HRC} = 38 \times \sqrt{\text{C}} (\text{重量}\%) + 15.3$$

で近似されることがわかった。

【0071】

また、これらの炭素鋼硬さをベースに合金元素の影響を解析した結果、焼戻し軟化抵抗 ΔHRC は、例えば 300°C で、次式で記述できることがわかった。

$$\Delta\text{HRC} = 4.3 \times \text{Si} (\text{重量}\%) + 7.3 \times \text{Al} (\text{重量}\%) + 1.2 \times \text{Cr} (\text{重量}\%) \times (0.45 \div \text{C} (\text{重量}\%)) + 1.5 \times \text{Mo} (\text{重量}\%) + 3.1 \times \text{V} (\text{重量}\%)$$

【0072】

この結果から、AlはSiの1.7倍の焼戻し軟化抵抗性を発現することがわかり、転動面圧強度の改善元素として極めて効果的であることがわかった。

【0073】

図7は、前記解析結果から求まる焼戻し硬さと実測した焼戻し硬さの合致性を示したものであり、そのバラツキ幅が $\text{HRC} \pm 1$ の範囲で精度良く予測できることがわかる。また、実施例1のSCM420 (No. 5)の浸炭層(0.8重量%炭素)の 300°C 焼戻し硬さについても図7の☆印で示しており、計算値と良く合致していることがわかる。

【0074】

[実施例3：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善1]

表3は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。各試験片は実施例1と同じ高周波加熱条件で高周波焼入れした後、 160°C で3時間焼戻ししたものをローラピッチング試験に供したものである。

【0075】

【表 3】

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	セメンタイト体積%	焼付き面圧(kgf/cm ²)
No.P1	0.58	0.21	0.024	0.41		0.46				2	350
No.P2	0.63	0.58	0.021	0.38				0.46		2	350
No.P3	0.61	0.25	1.47	0.93	0.98	1.04	0.35			3	400
No.P4	0.83	1.01	0.31	0.55		0.96		0.38		5	375
No.P5	0.73	0.71	0.028	0.46		0.49			0.19	4	425
SCM420+GCQT											300
SCM440+QT											275
SUJ2+QT											400
S55C+QT											275

【0076】

なお、転動表面層中のセメンタイト分散量は表3に併記し、ピッチング強度の試験は実施例1とほぼ同じ条件で実施し、その結果を図8に示した。また同図中の実線で実施例1で求めたピッチング発生線を図8の実線で示し、さらに、本実施例で求めたピッチング発生線を破線で示した。

【0077】

これらの結果から、セメンタイト粒子分散効果およびAl, Si, V, Tiの単独もしくは複合添加により、転動面の耐ピッチング強度が画期的に改善されることがわかった。

【0078】

[実施例4：炭化物、窒化物、炭窒化物分散による摺動特性の改善1]

本実施例は実施例3と同じ鋼材を用いて、図9に示されるような定速摩擦摩耗摺動試験片を用いて80℃のエンジンオイル#30で潤滑しながら、周速度が10m/sec、また、相手材料にSCM420に浸炭焼入れ焼戻しの処理を施して、表面硬さがHRC60になるように調整したものを使い、同じ押し付け圧を5分間保持し、押し付け圧力を25kgf/cm²毎に増加させて急激に摩擦係数が増大する時点（焼き付き状態）の押し付け圧力(kgf/cm²)を測定した。

【0079】

本発明の表3中の摺動試験片は実施例3と同じ高周波焼入れ焼戻ししたものであり、また、比較材料としてSCM420の浸炭焼入れ焼き戻したもの（SCM

420+GCQT)、SCM44040(SCM440+QT)、S55C(S55C+QT)、SUJ2(SUJ2+QT)を焼入れ焼戻ししたものを使った。

【0080】

この結果は、表3に合わせて示してあるが、明らかに、No. P1~5において硬質粒子の分散効果によって耐焼付き性が顕著に改善されている。とりわけ、Ti添加による耐焼付き性の改善は顕著であることがわかる。

【図面の簡単な説明】

【図1】

図1は、Fe-C-M系状態図と炭素の等炭素活量線図を使った γ 相への固溶機構図である。

【図2】

図2は、Fe-C-Cr系等炭素活量線図である。

【図3】

図3は、Fe-3重量%に対する合金元素の影響を示した状態図である。

【図4】

図4(a), (b)は、ローラピッチング試験用試験片を示す図である。

【図5】

図5(a)(b)(c)は、高周波加熱温度と焼入れ硬さ、マルテンサイトC濃度および θ 相体積%との関係を示すグラフである。

【図6】

図6は、ローラピッチング強度の予備試験結果を示すグラフである。

【図7】

図7は、焼戻し硬さの実測値と計算値の比較を示すグラフである。

【図8】

図8は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフ(1)である。

【図9】

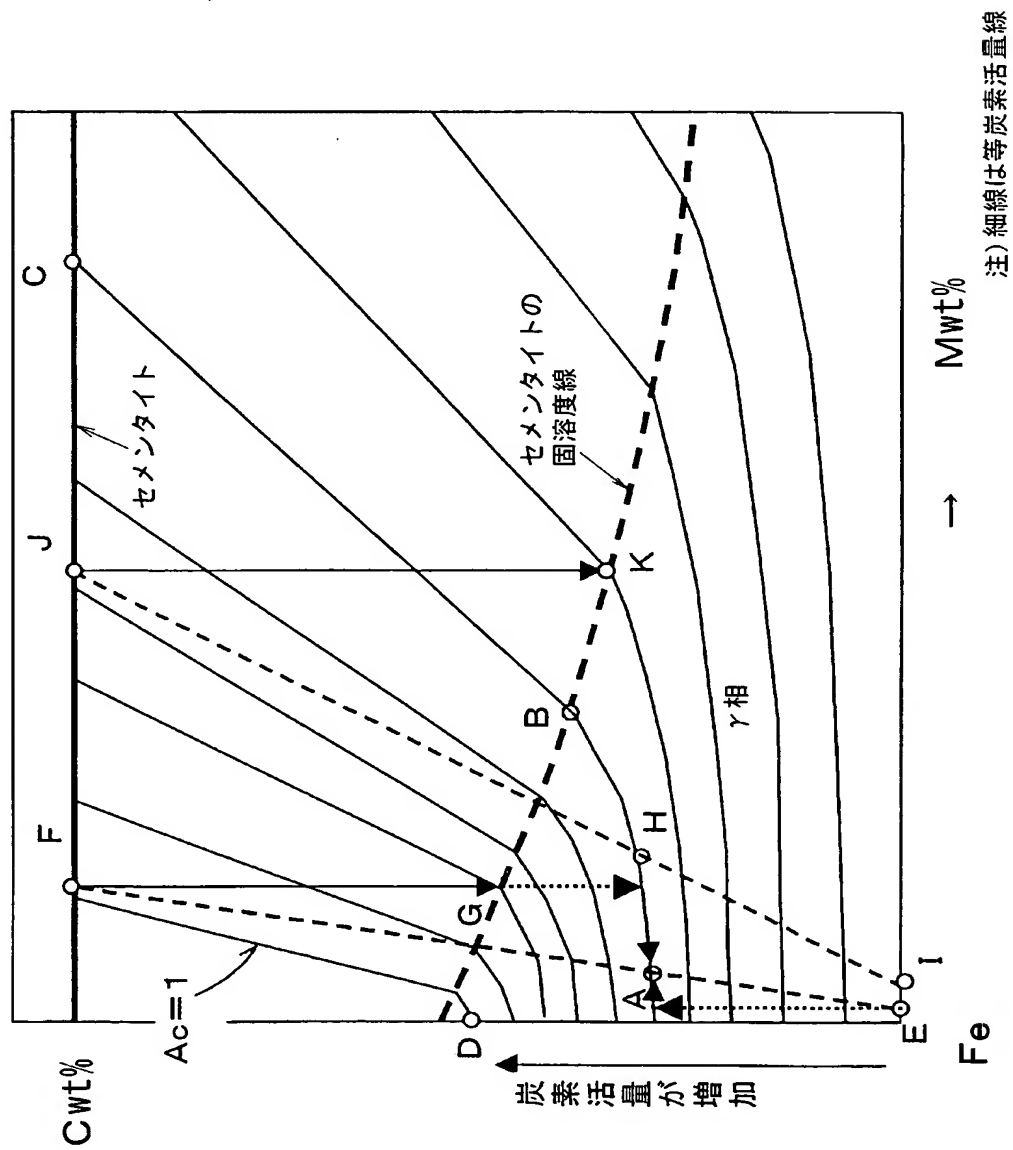
図9は、定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図である。

【書類名】

図面

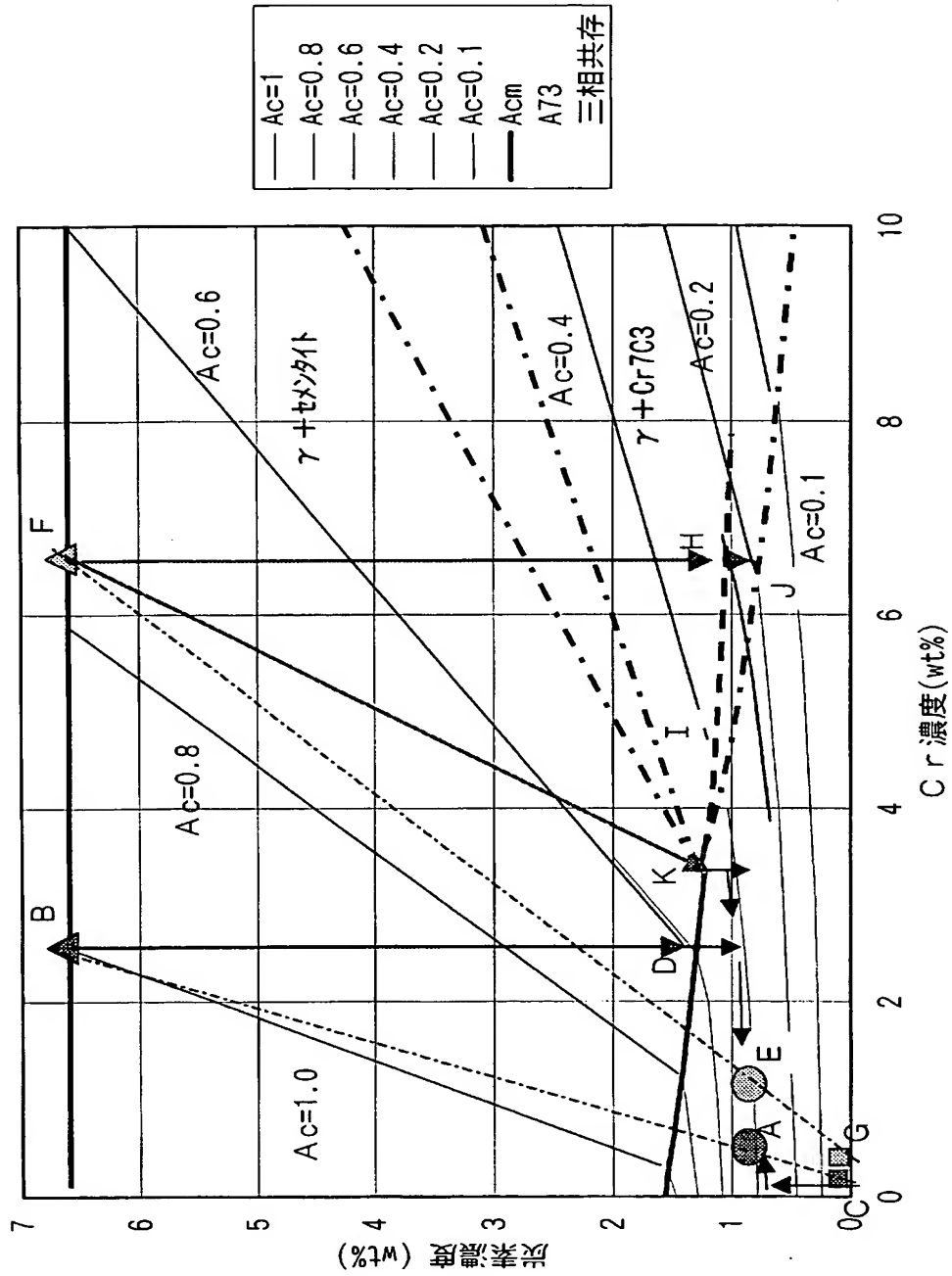
【図 1】

Fe-C-M状態図と等炭素活量線を使った
γ相へのセメンタイトの固溶機構図



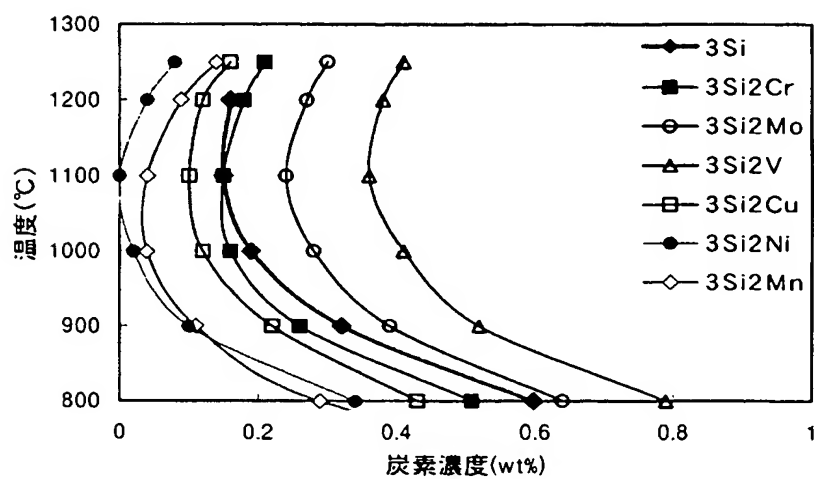
【図 2】

Fe-C-Cr系等炭素活量線図 (at1000°C)



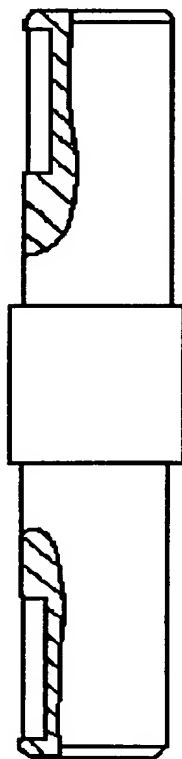
【図 3】

Fe3重量%Siに対する合金元素の影響を示した状態図



【図 4】

ローラピッチング試験用試験片



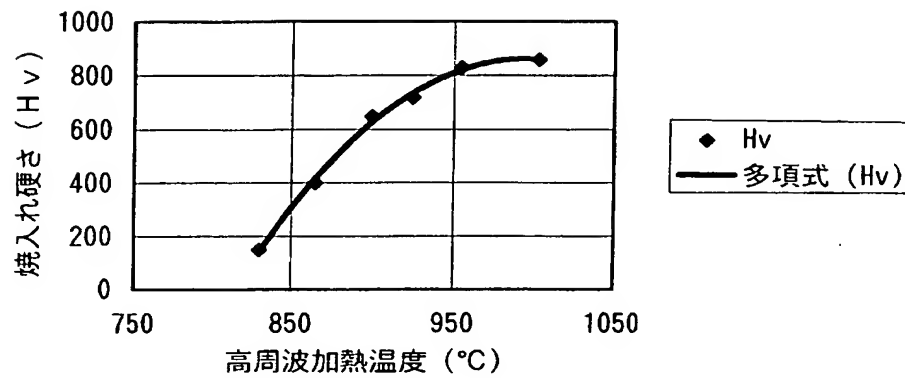
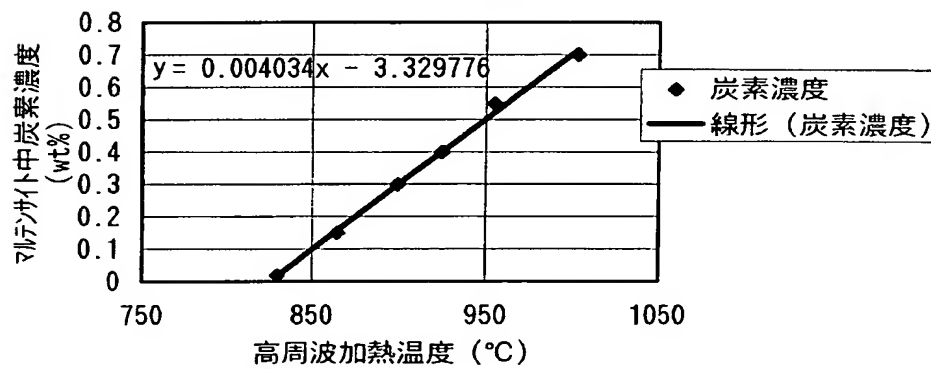
(a) 小ローラ試験片



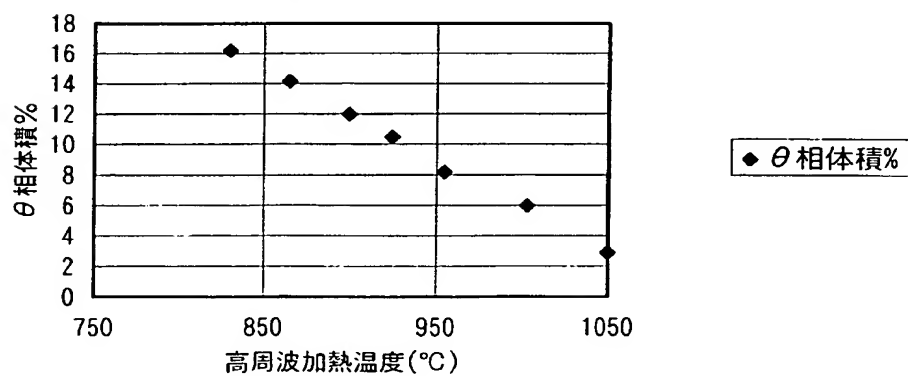
(b) 大ローラ試験片

【図 5】

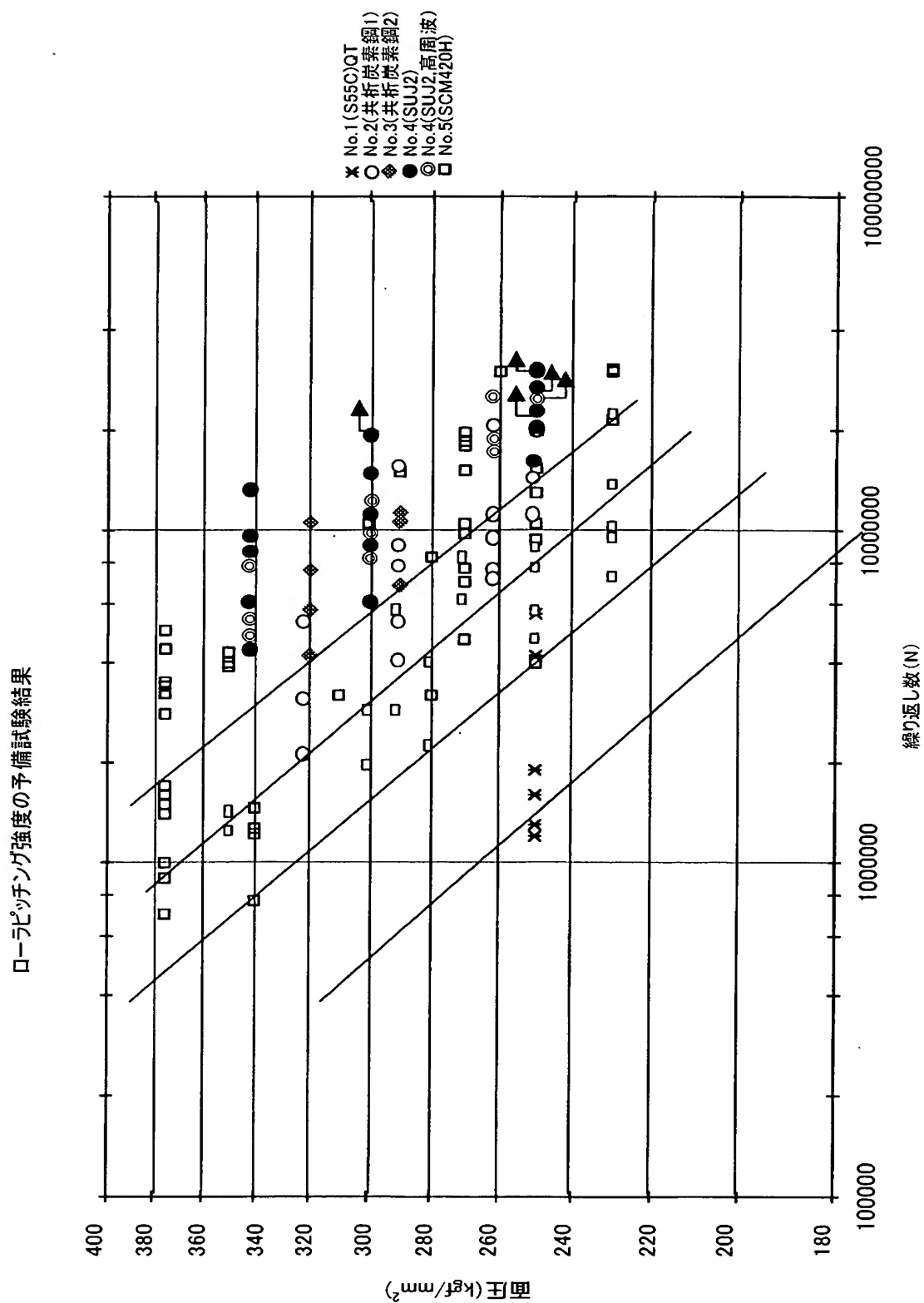
(a) 高周波加熱温度と焼入れ硬さ

(b) 高周波加熱温度とマルテンサイトC濃度
6 °C/sec

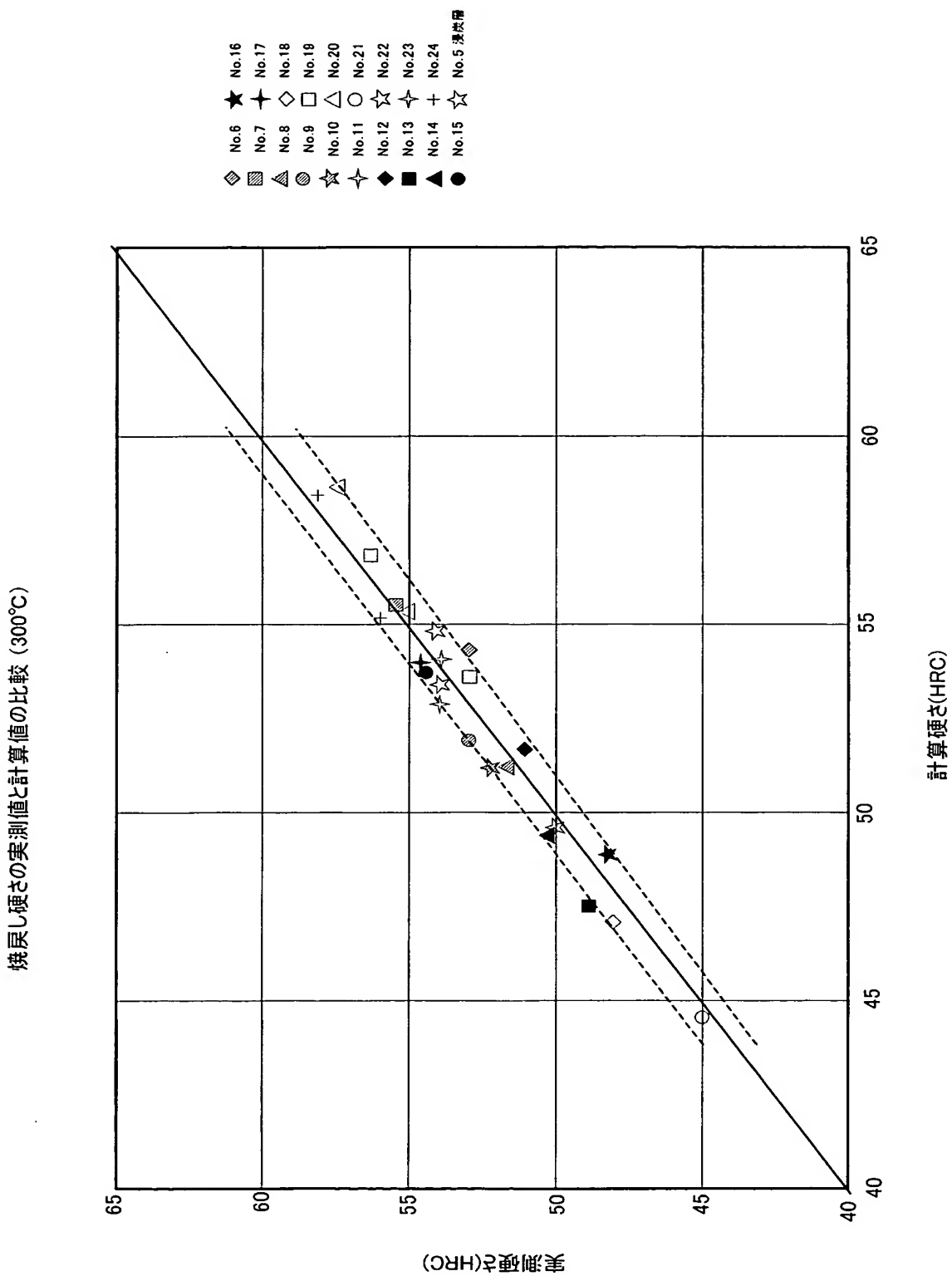
(c) 高周波加熱温度とθ相体積%



【図 6】



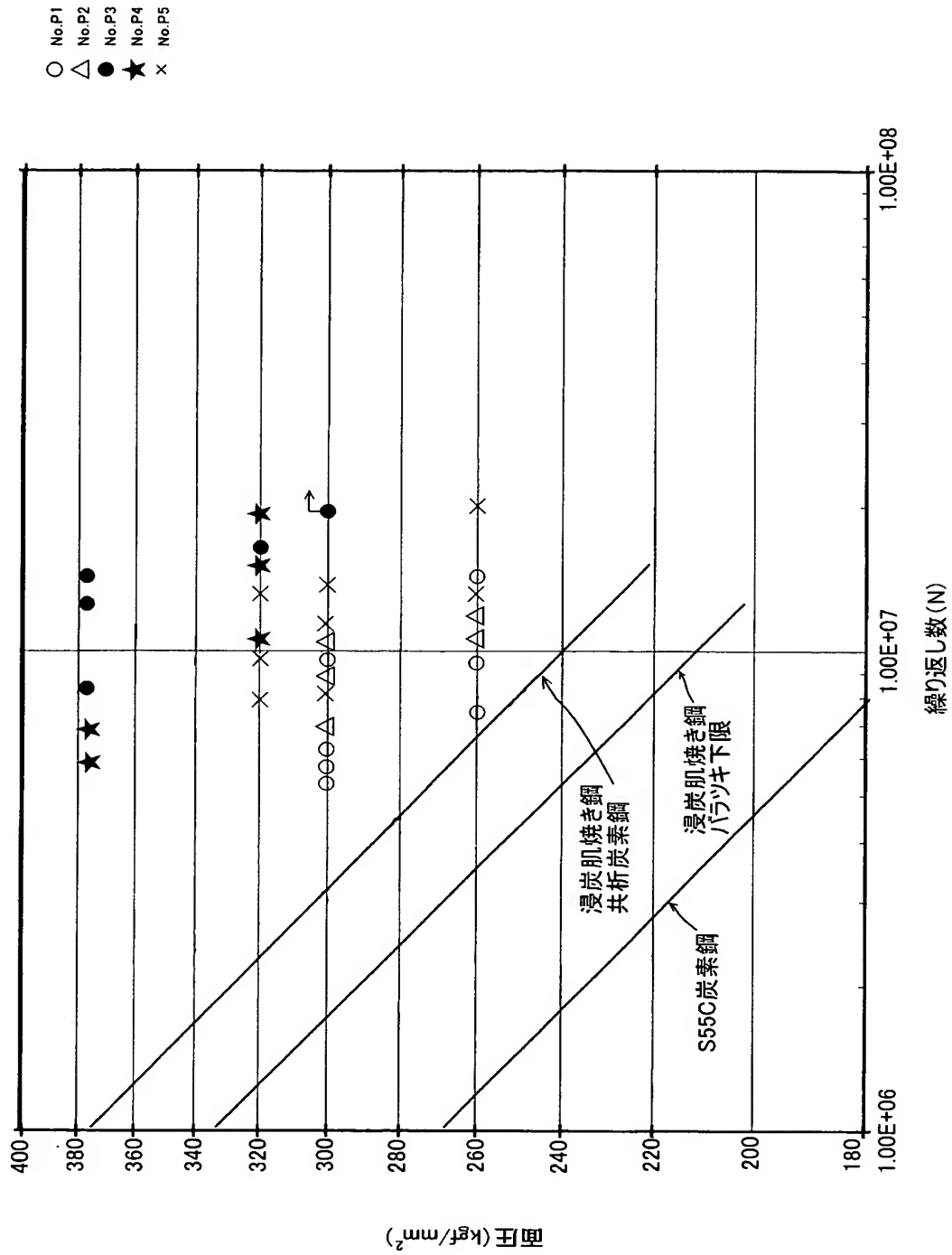
【図 7】





【図 8】

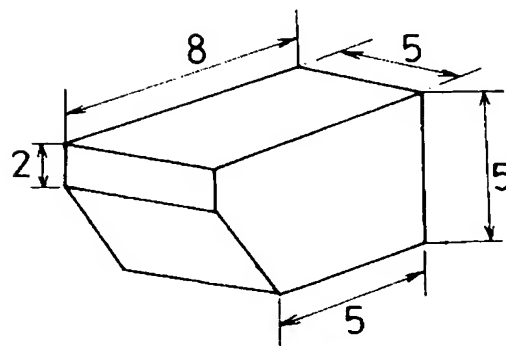
発明鋼のピッチング強度





【図 9】

定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図





【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 歯面の耐焼付き性を改善し、かつ 300℃での焼戻し硬さが HRC 50 以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供する。

【解決手段】 少なくとも C : 0.55 ~ 1.1 重量%を含有するとともに、V : 0.1 ~ 0.5 重量%、Cr : 0.3 ~ 1.5 重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波焼入れ焼戻しによって低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相中に平均粒径が 0.1 ~ 1.5 μm のセメンタイトが 0.2 ~ 10 体積%分散されている組織からなる転動部材とする。

【選択図】 なし



特願 2 0 0 3 - 0 6 5 3 0 2

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 1 2 3 6]

1. 変更年月日	1 9 9 0 年 8 月 2 9 日
[変更理由]	新規登録
住 所	東京都港区赤坂二丁目 3 番 6 号
氏 名	株式会社小松製作所